

800 MPa 级高强钢光纤激光焊接接头微观结构对 硬度及疲劳性能的影响

王晓南¹ 郑 知^{1,2} 曾盼林¹ 章顺虎¹ 张 敏³ 陈长军³ 陈文刚²

¹苏州大学沙钢钢铁学院, 江苏 苏州 215021

²西南林业大学机械与交通学院, 云南 昆明 650224

³苏州大学激光加工中心, 江苏 苏州 215021

摘要 利用 6 kW 光纤激光器对 1.5 mm 厚冷轧 800 MPa 级双相钢进行激光拼焊试验, 研究激光焊接接头的显微组织演变规律、显微组织对显微硬度及疲劳性能的影响规律。结果表明, 焊接接头主要包括焊缝区(WZ)、粗晶区(CGHAZ)、细晶区(FGHAZ)、混晶区(MGHAZ)和回火区(TZ), 其中焊缝区和粗晶区显微组织均为马氏体, 但焊缝区内的原始奥氏体晶界保留着柱状晶的生长形态, 粗晶区内的原始奥氏体晶界呈多边形生长; 细晶区和混晶区均为铁素体和马氏体, 但细晶区的显微组织更为精细; 回火区主要由铁素体和回火马氏体组成。混晶区和回火区显微硬度均低于母材, 共同组成了焊接接头的软化区。由于软化区尺寸相对较窄(0.4 mm)且硬度降低幅度低(~6.8%), 拉伸断裂位置出现在母材。在应力比为 0.1 的拉-拉疲劳条件下, 母材和焊接接头的疲劳极限分别为 545 MPa 和 475 MPa, 疲劳断裂未出现在软化区。母材中的疲劳裂纹在铁素体与马氏体两相界面萌生并扩展; 而焊接接头中的疲劳裂纹则在焊缝中的奥氏体晶界上或马氏体板条内萌生, 沿着焊缝中心处柱状原始奥氏体晶界的交汇处切断马氏体板条束扩展。

关键词 激光技术; 双相钢; 激光焊接; 显微硬度; 疲劳性能; 微观结构

中图分类号 TG456.7

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.1202010

Effect of Microstructure on Hardness and Fatigue Properties of 800 MPa High Strength Steel Fiber Laser Weld Joints

Wang Xiaonan¹ Zheng Zhi^{1,2} Zeng Panlin¹ Zhang Shunhu¹ Zhang Min³
Chen Changjun³ Chen Wengang²

¹Shagang School of Iron and Steel, Soochow University, Suzhou, Jiangsu 215021, China

²School of Mechanics Engineering & Transportation, Southwest Forestry University, Kunming, Yunnan 650224, China

³Laser Processing Research Center, Soochow University, Suzhou, Jiangsu 215021, China

Abstract Laser butter welding is implemented by 6 kW fiber laser on 800 MPa dual phase cold rolled steel sheet with 1.5 mm thickness. The microstructure evolution of laser welding joint, its effect on microhardness and fatigue properties are studied. The results show that the weld joint consists of weld zone (WZ), coarse-grain heat affected zone (CGHAZ), fine-grain HAZ (FGHAZ), mixed-grain HAZ (MGHAZ) and tempering zone (TZ). The microstructure of WZ and CGHAZ are martensite, and columnar crystals morphology is retained on original austenite grains in WZ, whereas polygonal original austenite grains are observed in CGHAZ. The microstructure of FGHAZ and MGHAZ are ferrite and martensite, and finer microstructure is obtained in FGHAZ. The microstructure of TZ consists of ferrite and tempering martensite. The microhardnesses of both MGHAZ and TZ are lower than that of base metal, and they form the softening zone of the welded joint together. Tensile fracture is in the base metal because of the narrow soften zone (0.4 mm) and low microhardness drop (~6.8%). In tension-

收稿日期: 2016-09-06; **收到修改稿日期:** 2016-10-09

基金项目: 国家自然科学基金(51305285)、江苏省自然科学基金(BK20130315)

作者简介: 王晓南(1984—), 男, 博士, 副教授, 主要从事先进钢铁材料及其激光焊接方面的研究。

E-mail: wxn@suda.edu.cn

tension fatigue tests (stress ratio is 0.1), the fatigue limit of base metal and weld joints are 545 MPa and 475 MPa respectively. Fatigue fractures are not in softening zone. The fatigue crack propagates along the phase interface between ferrite and martensite in base metal. Whereas, the fatigue crack of welded joint occurs on the austenite grain boundaries or martensite lath in WZ, and propagates along the intersection of columnar original austenite grain boundaries in the center of WZ, which cuts off martensite lath beam to propagate.

Key words laser technique; dual phase steel; laser welding; microhardness; fatigue property; microstructure

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 180.5810; 350.3390

1 引 言

伴随着全球汽车市场的快速发展,汽车保有量逐渐攀升,汽车尾气中的 CO₂ 排放量已经占到全球 CO₂ 排放总量的 30%左右^[1]。因此,节能减排已然成为汽车工业发展的首要任务。超高强汽车用钢在汽车车身上的广泛应用,不但可以获得结构减重进而实现节能减排,而且可提高汽车安全性和服役寿命。双相钢作为一种典型的超高强汽车用钢,由于具有低屈强比、高加工硬化率、优异强韧性匹配等优点,已经逐渐应用于汽车车身及结构件的制造。

焊接作为汽车车身及结构件制造的必要手段之一,汽车用超高强钢的焊接性能研究得到了国内外学者和企业的广泛关注,尤其在超高强汽车用钢的激光焊接工艺及性能评价方面。研究表明^[2-6],在双相钢进行激光焊接过程中,受到焊接热循环的影响,热影响区(HAZ)中的局部区域将出现马氏体回火、铁素体含量提高、铁素体内部位错密度降低等情况,从而导致该区域的硬度降低,形成所谓的软化区。软化区的宽度和硬度降低的幅度受激光器的类型和焊接工艺参数的影响,对比而言,光纤激光器由于具有更高的能量密度,可获得尺寸更窄、硬度降幅更小的软化区。软化区的宽度及硬度降幅将会对焊接接头的拉伸性能产生明显的影响,如 Narasimhan^[2]采用 CO₂ 激光器对 1.2 mm 厚、800~1000 MPa 级双相钢进行了激光拼焊,发现软化区宽度在 2~4 mm 之间,显微硬度较母材(BM)下降 22%,拉伸试验和成形试验中断裂均发生在软化区;而 Wang 等^[3]采用 Nd:YAG 激光器对 1.5 mm 厚的 DP1000 钢进行焊接试验发现,软化区的宽度在 1.2~2.0 mm 之间,显微硬度较母材下降 20%,但拉伸试验中断裂同样发生在软化区;Xu 等^[4]和 Jia 等^[5]利用光纤激光器焊接 1.2 mm 厚的 DP980 钢,焊接接头软化区宽度在 1 mm 以下,显微硬度降幅 15%左右,由于软化区较窄,显微硬度降幅小,拉伸试验断口未出现在软化区而是在母材,焊接接头的抗拉强度与母材持平。Bandyopadhyay 等^[6]对 1.2 mm 厚的 DP980 钢进行了光纤激光焊接,结果发现,在杯突试验中软化区优先发生颈缩并最终断裂。

综上,光纤激光因具有更高的能量密度、焊接速度快、热输入量低、热影响区小等优点,可有望进一步减少焊接接头软化区宽度及软化区硬度下降的程度。此外,上述研究工作主要集中在热影响区的软化机理、组织变化及其对拉伸和成形性能的影响,但是关于显微组织对疲劳性能的影响鲜有报道,且显微组织的演变机理仍有待研究^[7-9]。因此,本文采用高功率光纤激光对 800 MPa 级双相钢进行焊接试验,研究激光焊接接头的显微组织演变规律、显微组织对焊接接头硬度、疲劳强度及疲劳裂纹扩展的影响规律,旨在为优化超高强度双相钢的激光焊接工艺提供必要的理论依据,同时进一步明确显微组织、硬度及疲劳性能之间的关系。

2 试验材料及方法

2.1 试验材料

试验材料为国内某钢厂的冷轧退火态 800 MPa 级双相钢,焊接试样尺寸为 100 mm×100 mm×1.5 mm。试验钢的化学成分及力学性能分别列于表 1 和表 2。试验钢的显微组织由铁素体(F)和马氏体(M)组成,如图 1 所示,分析表明,试验钢中的铁素体和马氏体的体积分数分别为 64%和 36%。试验钢的屈服强度和抗拉强度可分别达到 525、890 MPa,延伸率约 20%,具有良好的强韧性匹配。

表 1 试验钢的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of the test steel (mass fraction, %)

C	Si	Mn	Ti	Cr	Mo	Nb	Al	Fe
0.07	0.06	1.80	0.02	0.40	0.10	0.03	0.40	Balance

表 2 试验钢的力学性能

Table 2 Mechanical properties of the test steel

Yield strength /MPa	Tensile strength /MPa	Elongation /%	Martensite contents /%
525	890	20.0	36.0

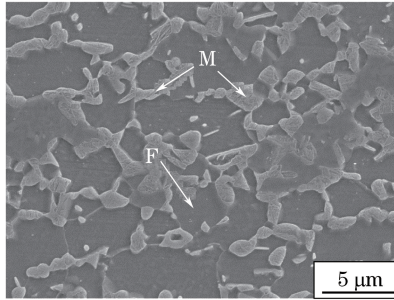


图 1 试验钢显微组织

Fig. 1 Microstructure of the test steel

2.2 试验方法

利用 IPG YLS-6000 光纤激光器进行激光拼焊,光斑直径为 0.3 mm,聚焦镜片焦距为 200 mm。通过前期的工艺探索获得本试验钢相对最佳的焊接工艺:激光功率 2.0 kW,焊接速度 5 m/min,离焦量 0。保护气选用纯度为 99.99% 的氮气,与激光束同轴输送,气体流量为 15 L/min。图 2 为激光拼焊示意图。

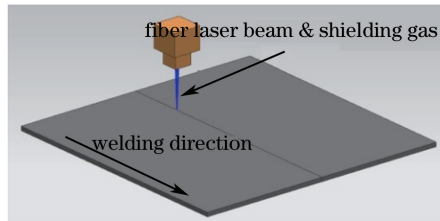


图 2 激光拼焊示意图

Fig. 2 Schematic of tailored blank laser welding

采用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液对焊接接头试样进行化学腐蚀。利用蔡司 AxioVert.A1 金相显微镜和日立 SU5000 场发射扫描电子显微镜(SEM)观察焊接接头的显微组织。根据《GB/T 4340.1-2009》在 HV-1000IS 型数显显微维氏硬度计下进行焊接接头横截面的硬度测试,测试部位距离试样上表面 0.4 mm 处,载荷 300 g,保载时间 10 s。拉伸试验按《GB/T 2651-2008 焊接接头拉伸试验方法》要求,在 DNS300 万能材料试验机上完成,拉伸速度 3 mm/min,拉伸试样尺寸如图 3 所示。按《GB/T 3075-2008 金属材料疲劳试验轴向力控制方法》加工为焊接接头和母材的疲劳试样,试样尺寸示意图如图 4 所示。预先用 1200 # 砂纸将所有测试试样圆弧段处理至同一表面粗糙度后,在 GPS100 型高频疲劳试验机上完成疲劳试验,应力比 R ($\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) 为 0.1 (σ_{\min} 为最小应力值; σ_{\max} 为最大应力值),加载频率约为 120 Hz,循环基数设置为 10^7 。同一应力比下完成三组试验,取平均值。母材疲劳试验的试样尺寸和试验方法与焊接接头试样保持一致。



图 3 拉伸试样标准尺寸

Fig. 3 Standard size of tensile sample

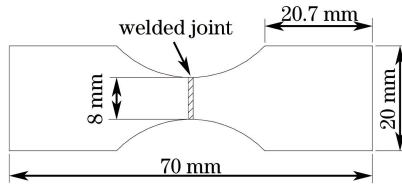


图 4 疲劳试样标准尺寸

Fig. 4 Standard size of fatigue test sample

3 试验结果及分析

3.1 焊接接头的显微组织变化规律

为明确显微组织对硬度、强度和疲劳性能的影响,对试验钢焊接接头的显微组织进行了观察与分析。试验钢激光焊接接头的宏观形貌如图 5 所示,由图可见,在高功率光纤激光的作用下,焊接区的试验钢表面温度迅速上升到沸点,导致焊接区金属迅速蒸发而形成蒸气压力、反冲力等克服熔融金属的表面张力以及液体的静压力等而形成了小孔,最终小孔贯穿整个板厚且试样背面接收到部分激光,形成了如图 5(a)所示的焊接接头,其上下部分略宽于中部并上下对称,整体形貌呈“沙漏”状。焊接接头经化学腐蚀后,可见焊缝和热影响区界限清晰。利用光学显微镜观察可将焊接接头更为细致地划分为:焊缝区(WZ)、粗晶区(CGHAZ)、细晶区(FGHAZ)、混晶区(MGHAZ)和回火区(TZ),如图 5(b)所示。此外,由于光纤激光光束的功率密度达到 10^6 W/cm^2 ,焊缝区的少量金属将在焊接过程中发生汽化而溢出,导致焊缝上下表面均有少量的凹陷(50 μm 左右)。

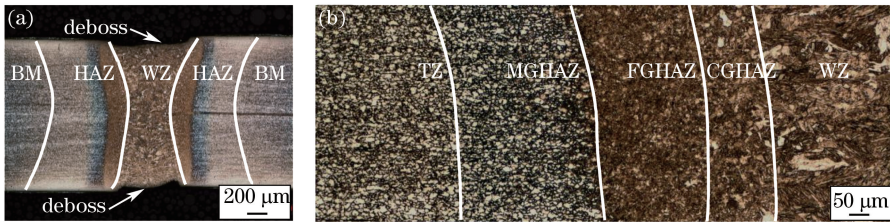


图 5 焊接接头宏观形貌。(a) 焊接接头横截面形貌; (b) 焊接接头的区域划分

Fig. 5 Macro morphology of weld joint. (a) Morphology of cross section of weld joint; (b) regionalism partition of weld joint

图 6 给出的是试验钢激光焊接的显微组织。在激光焊接过程中,由于焊缝区金属的峰值温度超过试验钢的熔点,焊缝区金属将发生液化、凝固及固体相变。由于焊缝区具有极高的冷却速度,凝固过程中柱状晶由熔池边界向焊缝中心快速生长,且高温奥氏体发生切变型相变直接转变为马氏体。因此,在图 6(a)和(b)中的焊缝区显微组织中可见具有明显方向性的原始奥氏体晶界及马氏体组织。

热影响区中粗晶区的峰值温度达到 A_{c3} 以上,接近 $1350 \text{ }^\circ\text{C}$ 。该区域的显微组织在加热过程中被完全奥氏体化,且奥氏体晶粒将发生粗化且趋于多边形。图 6(c)给出的是粗晶区的显微组织,可见奥氏体亦全部发生了马氏体相变,获得了全马氏体组织。分析表明,该区域的原始奥氏体晶粒尺寸约为 $14.9 \mu\text{m}$ 。尽管热影响区中细晶区的峰值温度达到 A_{c3} 以上,但未达到奥氏体晶粒粗化的温度,且焊后的冷却速度相对较慢,奥氏体则转变为精细的马氏体(该区域原始奥氏体晶粒的平均尺寸约为 $3.06 \mu\text{m}$)和铁素体,如图 6(d)所示。热影响区中混晶区的峰值温度介于 A_{c1} 与 A_{c3} 之间,母材中原有的马氏体和部分铁素体转变为奥氏体后冷却形成新的马氏体和组织细化的铁素体[图 6(e)]。因此,该区域的铁素体包含两种类型:1)因奥氏体相变而新形成的细晶铁素体(FGF,平均晶粒尺寸约为 $2.36 \mu\text{m}$);2)母材中原有的铁素体,平均晶粒尺寸为 $5.07 \mu\text{m}$ 左右。因此,混晶区中的铁素体含量较母材有所增加^[3]。图 6(f)为距离焊缝中心位置最远的回火区的显微组织,该区域峰值温度较低(温度约 $150 \sim 250 \text{ }^\circ\text{C}$),铁素体未发生相变,而岛状马氏体界面中有明显的碳化物析出形成回火马氏体(TM)。

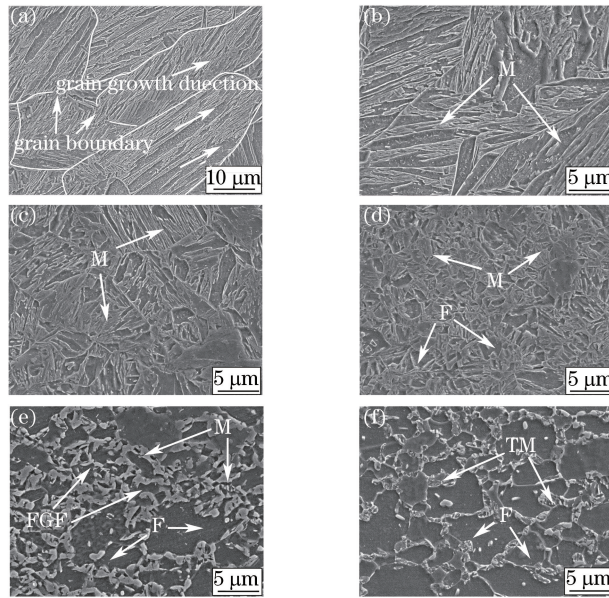


图 6 焊接接头各区域组织的 SEM 图。(a) 焊缝区晶粒生长形态；(b) 焊缝区；(c) 粗晶区；(d) 细晶区；(e) 混晶区；(f) 回火区

Fig. 6 SEM of weld joint in different regions. (a) Grain growth morphology of weld zone; (b) weld zone; (c) coarse-grain HAZ; (d) fine-grain HAZ; (e) mixed-grain HAZ; (f) tempering zone

3.2 焊接接头的显微组织对硬度及强度的影响

图 7 给出了焊接接头的显微硬度分布图。由图 7 可见，焊缝区的硬度最高，平均硬度达到 373 HV，约为母材显微硬度(258~269 HV)的 1.4 倍。热影响区的显微硬度分布不均匀，靠近焊缝区的粗晶区和细晶区硬度均高于母材，而靠近母材的混晶区和回火区硬度却低于母材，最低值达到 243 HV。此处，将混晶区与回火区统一定义为试验钢激光焊接接头的软化区(SZ)，如图 7 中圆框所示。软化区的宽度约为 0.4 mm，显微硬度降幅约为 6.8%。

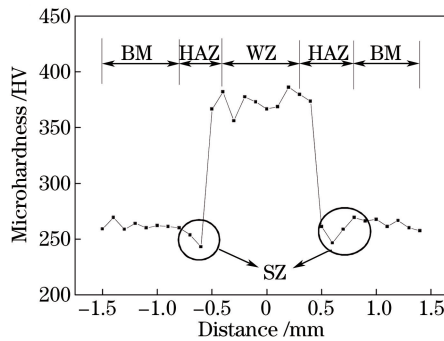


图 7 焊接接头显微硬度分布

Fig. 7 Microhardness distribution of weld joint

焊接接头的显微硬度主要取决于各个微区内的显微组织。根据 3.1 节分析可知，焊缝区和粗晶区的显微组织均为马氏体，因此显微硬度最高；细晶区的显微组织由大量的马氏体和少量的铁素体组成，该区域的马氏体含量达 90%左右(母材中马氏体含量为 64%，均为体积分数)，导致该区域的硬度仍高于母材；而由混晶区和回火区组成的软化区，由于混晶区中铁素体含量的增加^[3]、回火区内回火马氏体的出现和铁素体内位错密度的降低^[6,10]，导致上述两个区域的硬度均低于由包含高位错密度铁素体和马氏体组成的母材。

图 8 给出的是试验钢焊接接头拉伸样品的宏观照片，由图可见，拉伸断裂位置出现在母材区，焊接接头的强度达到母材的水平。一般而言，硬度与强度具有良好的一致性，即硬度低的位置在拉伸过程中优先发生塑性变形并最终断裂。然而，本研究中焊接接头在拉伸过程中断裂于母材而非软化区，其主要原因在于：本研究所使用的光纤激光焊接热输入仅为 24 J/mm，导致焊接接头热影响区宽度较小(0.9 mm)，其中软化区

宽度仅为 0.4 mm,且软化区显微硬度较母材的降幅仅仅为 6.8%。而采用其他焊接方式^[2, 9, 11-12]所得到的焊接接头,其拉伸断裂位置均出现在软化区内,软化区宽度一般在 1.2~6.2 mm 之间,软化区显微硬度较母材的降幅高达 8.2%~22%。因此,本研究中的焊接接头具有相对更窄的软化区和更低的硬度降幅,加上软化区在拉伸过程中受到相对硬度更高的母材和细晶区拘束应力的作用,并未在该区域出现断裂。由此可见,软化区尺寸减小和显微硬度降低可有效地提高焊接接头强度。

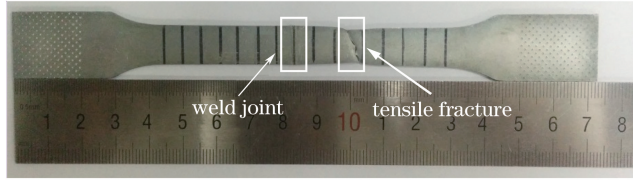


图 8 焊接接头拉伸试样宏观形貌

Fig. 8 Macromorphology of tensile sample of weld joint

3.3 焊接接头显微组织对疲劳性能的影响

3.3.1 焊接接头和母材的应力幅值-循环次数曲线以及疲劳极限

图 9(a)和(c)分别为母材和焊接接头的应力幅值-循环次数曲线(S-N曲线),由图可见,母材和焊接接头的疲劳极限分别为 545 MPa 和 475 MPa,焊接接头的疲劳极限达母材疲劳极限的 87%。

高于疲劳极限应力幅值的 σ_a 与循环次数 N 满足以下关系:

$$\sigma_a = A + B \lg N, \quad (1)$$

由(1)式回归计算得到试验母材高于疲劳极限应力幅值的 σ_a 与循环次数 N 的关系为: $\sigma_a = 967.4 - 69.6 \lg N$; 焊接接头高于疲劳极限应力幅值的 σ_a 与循环次数 N 的关系为: $\sigma_a = 1195.1 - 137.2 \lg N$ 。由此可见,在相同应力幅值条件下,焊接接头的疲劳寿命低于母材。

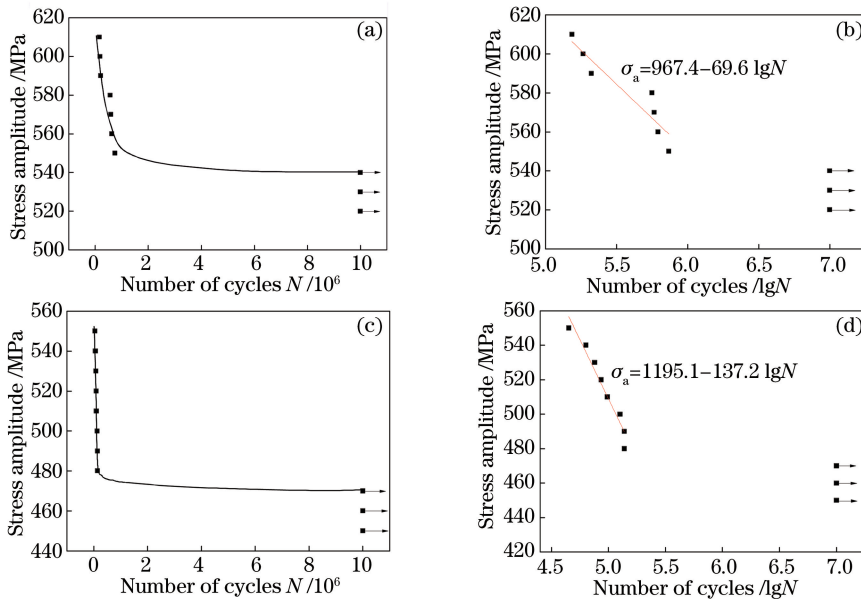


图 9 (a) 母材的 S-N 曲线; (b) 母材的 S-lgN 曲线; (c) 焊接接头的 S-N 曲线; (d) 焊接接头的 S-lgN 曲线

Fig. 9 (a) S-N curve of base metal; (b) S-lgN curve of base metal; (c) S-N curve of weld joint;

(d) S-lgN curve of weld joint

3.3.2 焊接接头和母材的疲劳裂纹源

图 10(a)、(b)为循环应力为 550 MPa 时母材及焊接接头疲劳断口的 SEM 图,由图中箭头标注可见,无论是母材还是焊接接头,疲劳断口均包含三个阶段:裂纹萌生、裂纹扩展和最终瞬断阶段。如图 10(c)所示,母材疲劳裂纹萌生于试样左侧表面一点处,断面可见摩擦痕迹且较为平整光滑,并伴随有河流花样向试样内部辐射。焊接接头疲劳裂纹则萌生于试样表面的多个凹陷处,因此具有多个疲劳源区,河流花样从各个疲劳

萌生处向焊接接头内部呈放射性扩散,如图 10(d)所示。

母材试样与焊接接头试样的疲劳裂纹源萌生机理相同,在循环应力的作用下,当材料晶粒中平面与最大作用剪力一致时,晶粒之间产生大量的位错,形成滑移带相互挤出和挤入,最终导致疲劳裂纹萌生。这些滑移带通常被称为“驻留滑移带”(PSB)。因此,疲劳裂纹在高应力处由 PSB 形核,裂纹与最大剪应力方向一致。与其他相关报道^[12-14]类似,母材与焊接接头的疲劳裂纹均萌生于试样表面,其原因在于试样表面处材料内部的晶粒结合力与试样内部相比较弱,更容易产生应力集中^[15]。此外,焊接接头表面存在一定凹陷,较平整光滑的母材而言更易产生高应力集中点,PSB 形核数量增加,导致焊缝凹陷有多个疲劳源区。

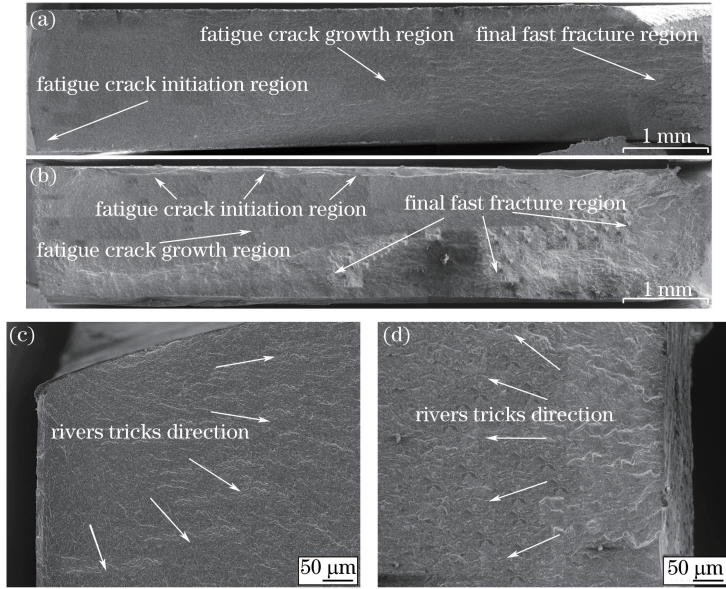


图 10 循环应力为 550 MPa 时疲劳断口 SEM 图。(a) 母材断口; (b) 焊接接头断口; (c) 母材疲劳源; (d) 焊接接头疲劳源
Fig. 10 SEM images of fatigue fracture surface at a cyclic stress amplitude of 550 MPa. (a) Base metal fracture; (b) weld joint fracture; (c) fatigue crack initiation of base metal; (d) fatigue crack initiation of weld joint

3.3.3 显微组织对疲劳裂纹扩展的影响

为进一步明确显微组织对疲劳性能的影响,讨论了显微组织对疲劳断口形貌(裂纹扩展阶段和最终瞬断阶段)、疲劳裂纹(主裂纹、二次裂纹)扩展的影响。

图 11 给出的是焊接接头(焊缝区)和母材在裂纹扩展阶段和最终瞬断阶段的断口形貌。母材在裂纹扩展阶段的断面似“浪花”形并且高低不平呈台阶状,二次裂纹多分布于台阶轮廓。此外,在断面上可观察到典型的疲劳微观形貌特性,即趋于平行分布的疲劳条带,其方向与裂纹扩展方向(FCG)垂直,与二次裂纹方向一致。焊接接头疲劳裂纹扩展阶段的微观形貌则有所不同,如图 11(b) 所示,疲劳断面微观形貌呈不规则的块状,可见部分板条马氏体晶界。其中,垂直于裂纹扩展方向的板条束在循环应力的作用下发生了不同程度的滑移。

根据 Laird^[16]提出的裂尖塑性钝化模型,在循环应力下,裂纹尖端在反复的锐化和钝化中向前扩展并形成疲劳条带。前人对疲劳断口上疲劳条带的数量进行了研究统计,认为韧性较好的材料容易生成疲劳条带^[7]。研究表明,铁素体与马氏体相比具有较好的韧性,导致母材在疲劳裂纹扩展阶段可见大量的疲劳条带,而焊接接头中的疲劳条带较少。疲劳裂纹在循环应力作用下继续扩展,直至临界尺寸时,试样发生瞬时断裂,形成如图 11(c)、(d) 所示的断口形貌。观察发现,母材和焊接接头最终断裂区显微组织形貌与静态载荷下的断口形貌基本一致,具有典型的韧窝组织。

综上所述,铁素体和马氏体混合组织(母材)较板条马氏体(焊接接头-焊缝区)在裂纹扩展阶段更容易产生疲劳条带;而在最终瞬断区,显微组织对于断口的微观形貌无明显影响。

图 12 给出了循环应力在 590 MPa 下母材及焊接接头(焊缝区)疲劳主裂纹的宏观形貌,由图可见,母材中的疲劳主裂纹扩展与加载方向呈一定角度($<90^\circ$),而焊接接头中的疲劳主裂纹扩展与加载方向呈 90° 角。

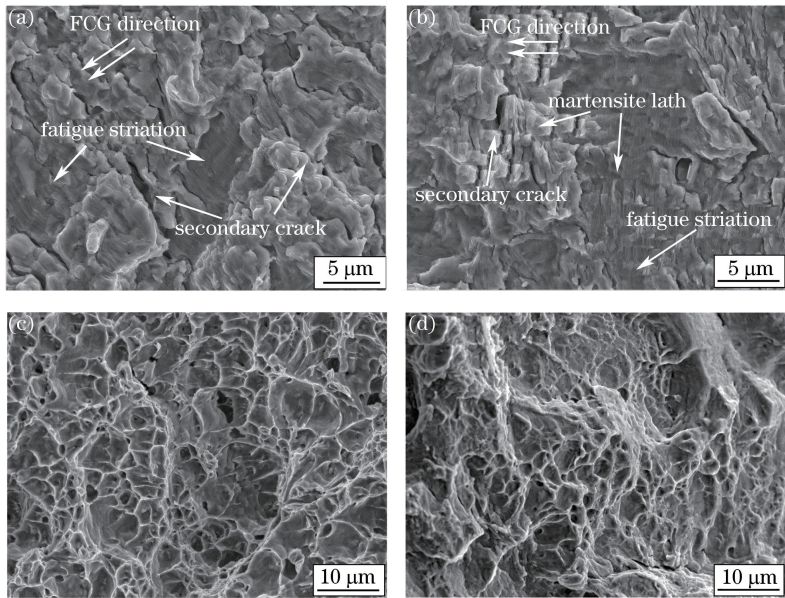


图 11 疲劳裂纹扩展断口形貌。(a) 母材疲劳裂纹扩展阶段；(b) 焊接接头疲劳裂纹扩展阶段；
(c) 母材最终瞬断阶段；(d) 焊接接头最终瞬断阶段

Fig. 11 Microstructure of fatigue crack growth. (a) Fatigue crack growth stage of base metal;

(b) fatigue crack growth stage of weld joint; (c) final fracture stage of base metal; (d) final fracture stage of weld joint

焊接接头样品中疲劳主裂纹恰好位于焊缝中心处,仔细观察发现主裂纹在焊缝中心的柱状晶交汇处发生扩展。图 13 为疲劳主裂纹及裂纹尖端的局部(图 12 中白色框)放大照片。由图 13(a)可见,疲劳裂纹扩展过程中导致母材中的铁素体和马氏体均发生了一定程度的塑性变形。但是,由于两相的硬度差异明显,软相铁素体较硬相马氏体具有更佳的塑性变形能力,导致疲劳裂纹易在铁素体界面内或者铁素体与马氏体两相界面之间扩展^[8],如图 13(b)所示。而在焊缝内部,由于激光焊接极快的冷却速度,焊缝中心的板条马氏体保留了原始奥氏体的生长形态[图 12(b)],为典型的柱状晶生长形态。一般情况下,柱状晶均存在着一定程度的偏析现象,析出的杂质将导致柱状晶晶界饱和,降低晶界的结合强度^[17]。因此,疲劳裂纹在相对薄弱的柱状原始奥氏体晶界交汇处扩展,如图 13(c)和(d)所示。

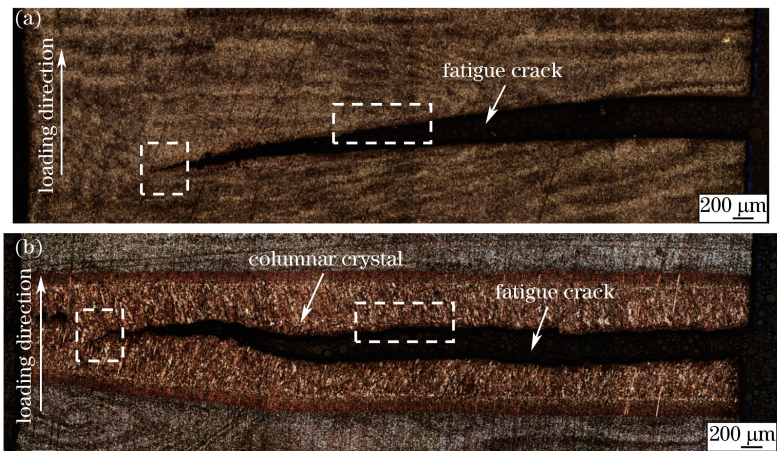


图 12 590 MPa 循环应力下疲劳主裂纹扩展宏观形貌。(a) 母材；(b) 焊接接头

Fig. 12 Macromorphology of fatigue main crack at a cyclic stress amplitude of 590 MPa. (a) Base metal; (b) weld joint

尽管软化区显微硬度最低,但利用高速光纤激光焊接得到的焊接接头热影响区较窄,疲劳裂纹的萌生和扩展并未发生在热影响中的软化区,疲劳极限可达母材的 87%。而在 Farabi 等^[12]对 DP980 采用 CO₂ 激光器进行焊接的研究中,焊接接头疲劳裂纹出现在软化区,疲劳极限仅为母材疲劳极限的 60%。由此可见,高速低热输入的光纤激光焊接可在一定程度上提高焊接接头的疲劳极限。

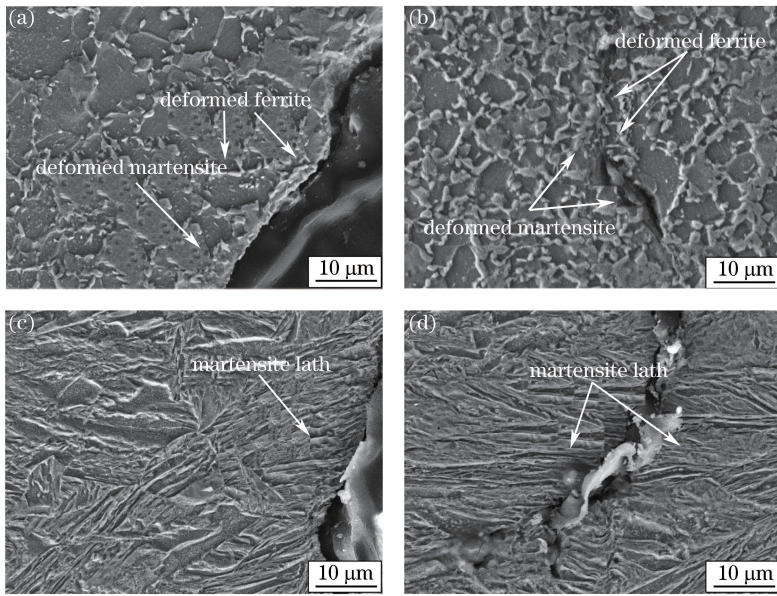


图 13 590 MPa 循环应力下疲劳主裂纹微观形貌。(a) 母材裂纹扩展处；(b) 母材裂纹尖端；
(c) 焊接接头裂纹扩展处；(d) 焊接接头裂纹尖端

Fig. 13 Microstructure of fatigue main crack at a cyclic stress amplitude of 590 MPa. (a) Fatigue crack growth place of base metal; (b) crack tip of base metal; (c) fatigue crack growth place of weld joint; (d) crack tip of weld joint

为进一步研究显微组织对裂纹萌生的影响,对疲劳断口下的二次裂纹进行了细致的观察。图 14 给出的是母材和焊接接头(焊缝区)内二次裂纹在组织中的分布情况,由图可见,母材疲劳断口中的二次裂纹多在铁素体与马氏体两相界面萌生,如图 14(a)所示。其原因为:由于铁素体和马氏体强度的差异,较软的铁素体相具有较高的塑性变形能力,可缓解一定的应力集中,而马氏体则不然;因此,在受循环应力作用下,铁素体和马氏体有着不同程度的应变,导致两相之间附着能力下降^[8],最终裂纹在铁素体和马氏体的相界面形成。在焊接接头(焊缝区)疲劳断口中,二次裂纹的萌生位置主要包括原始奥氏体晶界处、奥氏体晶粒内部的马氏体板条内部,如图 14(b)和(c)所示。分析认为,焊缝区的显微组织为单一的马氏体组织,不存在相之间的硬度和强度差,因此,裂纹的萌生有一定的随机性,无明显规律。

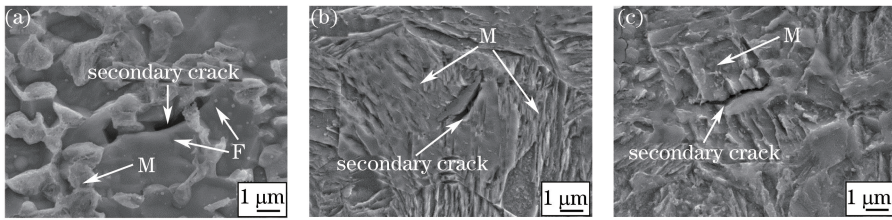


图 14 疲劳断口中的二次裂纹。(a) 母材；(b)、(c) 焊接接头

Fig. 14 Secondary crack in fatigue fracture surface. (a) Base metal; (b), (c) weld joint

4 结 论

光纤激光焊接接头由焊缝区、粗晶区、细晶区、混晶区和回火区组成。焊缝区和粗晶区组织均为马氏体,焊缝区原始奥氏体晶界保留着柱状晶的生长形态,粗晶区原始奥氏体晶界则呈多边形生长;细晶区组织由晶粒较为细小的马氏体和少量铁素体构成;混晶区则由母材中原有的铁素体与新生成的马氏体和细晶铁素体组成;回火区组织由铁素体和回火马氏体组成。

焊缝区显微硬度是母材显微硬度的 1.4 倍,热影响区显微硬度随着距离焊缝中心距离的增加而降低,混晶区与回火区组成的软化区显微硬度低于母材(最低硬度仅为 243 HV)。由于焊接接头软化区显微硬度降幅较低(仅为 6.8%)且宽度较窄(仅为 0.4 mm),因此焊接接头拉伸过程中断裂位置未出现在软化区。在应

力比为 0.1 的拉-拉疲劳条件下,焊接接头疲劳极限达到母材的 87%,有效地提高了焊接接头的疲劳性能。

母材的疲劳裂纹在铁素体与马氏体界面萌生并沿着两相界面发生扩展;焊接接头的疲劳裂纹则在原始奥氏体晶界附近或奥氏体晶粒内部萌生,沿焊缝中心柱状原始奥氏体晶界的交汇处切断马氏体板条发生扩展。

参 考 文 献

- 1 Kastensson Å. Developing lightweight concepts in the automotive industry: taking on the environmental challenge with the SÄNätt project[J]. *Journal of Cleaner Production*, 2014, 66, 337-346.
 - 2 Narasimhan S. Effects of laser welding on formability aspects of advanced high strength steel[D]. Waterloo: University of Waterloo, 2008: 54-101.
 - 3 Wang J, Yang L, Sun M, *et al.* Effect of energy input on the microstructure and properties of butt joints in DP1000 steel laser welding[J]. *Materials & Design*, 2016, 90: 642-649.
 - 4 Xu W, Westerbaan D, Nayak S S, *et al.* Microstructure and fatigue performance of single and multiple linear fiber laser welded DP980 dual-phase steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 553(36): 51-58.
 - 5 Jia Q, Guo W, Li W, *et al.* Microstructure and tensile behavior of fiber laser-welded blanks of DP600 and DP980 steels [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 236: 73-83.
 - 6 Bandyopadhyay K, Panda S K, Saha P, *et al.* Microstructures and failure analyses of DP980 laser welded blanks in formability context[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 652: 250-263.
 - 7 Zhang F, Ruimi A, Wo P C, *et al.* Morphology and distribution of martensite in dual phase (DP980) steel and its relation to the multiscale mechanical behavior[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 659: 93-103.
 - 8 Saray O, Purcek G, Karaman I, *et al.* Improvement of formability of ultrafine-grained materials by post-SPD annealing [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 619: 119-128.
 - 9 Lee J H, Park S H, Kwon H S, *et al.* Laser, tungsten inert gas, and metal active gas welding of DP780 steel: Comparison of hardness, tensile properties and fatigue resistance[J]. *Materials & Design*, 2014, 64(9): 559-565.
 - 10 Parkes D, Westerbaan D, Nayak S S, *et al.* Tensile properties of fiber laser welded joints of high strength low alloy and dual-phase steels at warm and low temperatures[J]. *Materials & Design*, 2014, 56(4): 193-199.
 - 11 Li S, Kang Y, Zhu G, *et al.* Microstructure and fatigue crack growth behavior in tungsten inert gas welded DP780 dual-phase steel[J]. *Materials & Design*, 2015, 85: 180-189.
 - 12 Farabi N, Chen D L, Zhou Y. Fatigue properties of laser welded dual-phase steel joints[J]. *Procedia Engineering*, 2010, 2(1): 835-843.
 - 13 Hu Z G, Zhu P, Meng J. Fatigue properties of transformation-induced plasticity and dual-phase steels for auto-body lightweight: Experiment, modeling and application[J]. *Materials & Design*, 2010, 31(6): 2884-2890.
 - 14 Parkes D, Xu W, Westerbaan D, *et al.* Microstructure and fatigue properties of fiber laser welded dissimilar joints between high strength low alloy and dual-phase steels[J]. *Materials & Design*, 2013, 51(5): 665-675.
 - 15 Farabi N, Chen D L, Li J, *et al.* Microstructure and mechanical properties of laser welded DP600 steel joints [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(4-5): 1215-1222.
 - 16 Laird C. The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation[R]. Philadelphia: Fatigue Crack Propagation, Special Technical Publication 415, ASTM, 1967, 131-168.
 - 17 Zhang Guodong, Yang Xinqi, He Xinlong, *et al.* High cycle fatigue failure mechanism of 300 M ultra-high strength steel and its electron beam welded joints[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2014, 34(1): 69-75.
- 张国栋, 杨新岐, 何鑫龙, 等. 300 M 超高强度钢及其电子束焊接接头高周疲劳断裂机制研究 [J]. *航空材料学报*, 2014, 34(1): 69-75.